



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 104046933 A

(43) 申请公布日 2014. 09. 17

(21) 申请号 20141023778. 9

(22) 申请日 2014. 05. 26

(71) 申请人 北京科技大学

地址 100083 北京市海淀区学院路 30 号

(72) 发明人 张济山 庄林忠 霍望图 侯陇刚

崔华 刘君城 郭明星

(74) 专利代理机构 北京金智普华知识产权代理

有限公司 11401

代理人 皋吉甫

(51) Int. Cl.

C22F 1/053(2006. 01)

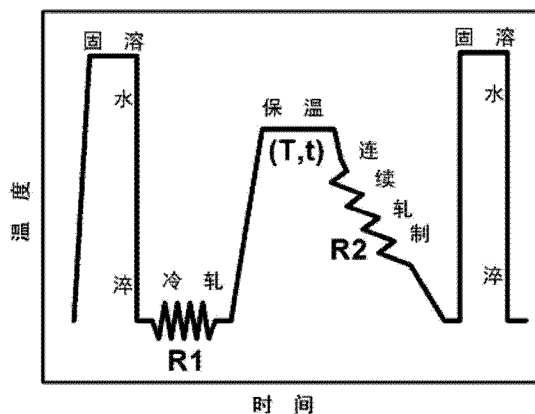
权利要求书1页 说明书5页 附图10页

(54) 发明名称

一种提高高强铝合金板材塑性和成形性的形变热处理方法

(57) 摘要

本发明涉及一种提高 7000 系铝合金板材塑性和成形性的形变热处理方法,具体实施步骤如下:(1) 固溶处理步骤;(2) 冷轧变形步骤;(3) 保温和连续轧制变形步骤;(4) 短时再结晶处理步骤。采用该处理方法可以将铝合金的晶粒尺寸从 200 μm 以上细化到 10 μm 及以下,细晶组织经过峰时效处理后可使铝合金板材室温强度与传统热轧工艺获得的板材相当,而延伸率获得大幅提高。与传统热轧工艺相比,经本工艺加工的淬火态板材室温成形性能有一定提高,退火态板材室温成形性获得巨大提高,峰时效态板材的温成形性能也获得巨大提高。本发明中提高 7000 系铝合金板材成形性的细晶处理方法,过程简单、周期短、能耗低,在工业化生产中具有很大应用潜力和价值。



1. 一种提高高强铝合金板材塑性和成形性的形变热处理方法,其特征在于:该方法包括以下步骤:

(1) 固溶处理步骤;(2) 冷轧变形步骤;(3) 保温和连续轧制变形步骤;(4) 短时再结晶处理步骤;其中,

步骤(1)中,对7000系铝合金进行固溶处理,使溶质原子充分固溶到基体中,其中,固溶温度为460-500℃,保温时间为0.5-24h,固溶后室温水淬;

步骤(2)中,对固溶态板材进行冷轧变形,其中,冷轧变形量控制在30-80%;

步骤(3)中,对步骤(2)得到的板材进行保温和连续轧制变形,其中,保温温度为200-450℃,保温时间30min,保温之后的连续轧制变形量控制在40-90%,不回炉;

步骤(4)中,将步骤(3)获得的板材快速加热到460-490℃进行再结晶处理,保温时间10-60min,随后空冷或者立即室温水淬。

2. 根据权利要求1所述的提高高强铝合金板材塑性和成形性的形变热处理方法,其特征在于,步骤(2)中冷轧变形量控制在40-70%。

3. 根据权利要求1所述的提高高强铝合金板材塑性和成形性的形变热处理方法,其特征在于,步骤(3)中保温温度控制在250-400℃,保温时间30min。

4. 根据权利要求1所述的提高高强铝合金板材塑性和成形性的形变热处理方法,其特征在于,步骤(3)中保温温度控制在350-400℃,保温时间30min。

5. 根据权利要求1所述的提高高强铝合金板材塑性和成形性的形变热处理方法,其特征在于,步骤(3)中连续变形量为50-90%。

6. 根据权利要求1所述的提高高强铝合金板材塑性和成形性的形变热处理方法,其特征在于,步骤(2)与步骤(3)相互配合的条件为:步骤(2)冷轧变形量40%-70%,步骤(3)保温温度350℃-450℃,保温时间30min,连续变形量60%-80%。

7. 根据权利要求1所述的提高高强铝合金板材塑性和成形性的形变热处理方法,其特征在于,步骤(2)与步骤(3)相互配合的条件为:步骤(2)冷轧变形量50%-60%,步骤(3)保温温度350℃-400℃,保温时间30min,连续变形量60%-80%。

8. 根据权利要求1所述的提高高强铝合金板材塑性和成形性的形变热处理方法,其特征在于,步骤(4)中,再结晶处理时的升温速率 $\geq 1^\circ\text{C}/\text{s}$,再结晶完成后空冷或者室温水淬。

9. 根据权利要求8所述的提高高强铝合金板材塑性和成形性的形变热处理方法,其特征在于,对步骤(4)获得的短时再结晶并淬火后的板材进行时效处理。

10. 根据权利要求9所述的提高高强铝合金板材塑性和成形性的形变热处理方法,其特征在于,所述时效处理指T6、T76、T74、T73或T77时效处理。

一种提高高强铝合金板材塑性和成形性的形变热处理方法

技术领域

[0001] 本发明涉及一种改善高强铝合金塑性和成形性的形变热处理方法,特别涉及一种铝合金材料的晶粒细化处理方法,属于金属材料形变热处理工艺技术领域。

背景技术

[0002] Al-Zn-Mg-Cu(7000)系合金是一类重要的轻质高强结构材料,与Al-Mg-Si(6000)系合金相比强度高,但其塑性和成形性差。细晶组织7000系铝合金的塑韧性以及腐蚀性能也会有所改善,因此细化晶粒成为改善铝合金综合性能的方法。铝合金堆垛层错能较高,再结晶比较困难,铝合金晶粒细化主要通过不连续再结晶来实现。

[0003] 中间形变热处理(ITMT)可以通过不连续再结晶实现铝合金晶粒细化。目前用于7000系铝合金晶粒细化的ITMT工艺是1982年J. Wert等人(J. Wert, et al. Metallurgical Transactions A, 1981, 12A:1267)开发的相对简单的RI-ITMT工艺,工艺步骤包括:固溶淬火,400℃/8小时过时效,中温变形以及固溶再结晶处理。他们用这种工艺将7075铝合金晶粒细化到10 μm,延伸率获得明显提高。RI-ITMT工艺的核心理念就是通过高温长时处理获得大颗粒,获得大颗粒后继续室温或者中温变形在大颗粒周围形成变形带,后续再结晶处理时利用粒子诱导再结晶形核来实现组织细化。但是,RI-ITMT工艺需要长时间的高温过时效处理,工艺周期长,能耗大,不能连续生产,因此,开发一种操作简单、工艺周期短、能实现工业化生产并提高7000系铝合金塑性和成形性的新的中间形变热处理工艺具有重要意义。

发明内容

[0004] 本发明的目的在于克服现有工艺之不足而开发一种方法简单、操作方便、生产周期短的固溶处理-冷轧变形-保温+连续变形-短时再结晶的7000系铝合金形变热处理组织细化处理方法。固溶态铝合金经冷轧变形后再保温可以大大加速析出相析出、粗化而获得大尺寸沉淀相,后续中温、室温变形后在大尺寸析出相(0.5 μm)周围形成的变形带,有利于在后续再结晶处理时激发再结晶形核。该工艺利用冷轧与保温相结合的方式代替单纯的过时效,大大缩短了经典的RI-ITMT工艺的周期,可在简单操作下获得细晶组织,大大提高高强铝合金的塑韧性,并显著改善强度和塑性各向异性,大大提高其成形性能,可广泛应用于沉淀强化型7000系铝合金。

[0005] 本发明涉及一种提高7000系铝合金板材塑性和成形性的晶粒细化处理方

[0006] 法,包括下述步骤:

[0007] (1) 固溶

[0008] 7000系铝合金进行固溶处理,固溶温度460-500℃,保温时间0.5-24h,室温水淬;

[0009] (2) 冷轧

[0010] 变形方式为冷轧,其中,R1变形量控制在30-80%

[0011] (3) 保温+连续变形

[0012] 通过第二步得到的板材,进行保温和连续变形处理,保温温度 T 为 200-450℃,保温时间 t 固定为 30min;R2 连续变形方式为轧制,变形量为 40-90%,变形过程不回炉;

[0013] (4) 短时再结晶

[0014] 将第三步获得的板材快速加热至 460-490℃ 进行再结晶处理,保温时间 10-60min,冷却方式为空冷或室温水淬。

[0015] 其中,步骤 2 中冷轧变形量控制在 40-70%。

[0016] 其中,步骤 3 中保温温度控制在 250-400℃,保温时间为 30min,连续变形量 50-90%,或者保温温度控制在 350-400℃,保温时间为 30min,变形量控制在 50-90%。

[0017] 其中,步骤 2 与步骤 3 相互配合的较佳条件为:步骤 2 冷轧变形量 40% -70%,步骤 3 保温温度 350℃ -450℃,保温时间 30min,连续变形量 60% -80%。最佳条件为:步骤 2 冷轧变形量 50% -60%,步骤 3 保温温度 350℃ -400℃,保温时间 30min,连续变形量 60% -80%。

[0018] 其中,步骤 4 中,再结晶时的升温速率 $\geq 1^\circ\text{C}/\text{s}$ 。

[0019] 其中,对步骤 4 获得的短时再结晶并水淬的板材进行 T6、T76、T74、T73 或 T77 时效处理。

[0020] 其中,将所得到的最终板材进行室温成形性或温成形测试,测试方法采用国标 GB/T4156-2007 描述的方法。

[0021] 采用以上形变热处理方法对 7000 系铝合金板材进行处理,利用冷变形与保温相结合的方式代替单纯的过时效加速大尺寸沉淀相颗粒的析出,从而获得能激发再结晶的核心,实例操作中,第三步短时保温处理后即获得一定数量的沉淀相(平均尺寸 $0.5\mu\text{m}$),从而代替了 RI-ITMT 的长时过时效处理,大大缩短整套工艺的时间。将再结晶水淬后的板材进行 T6 时效处理后,板材强度与传统热轧工艺相当,但延伸率能获得大幅提高,从而成形性也获得提高。

[0022] 通过上述形变热处理工艺,即通过冷轧与保温相结合的方式获得大尺寸沉淀相 MgZn_2 颗粒,在随后的连续变形中在大颗粒周围可以形成变形带,而在短时再结晶阶段再结晶晶粒就会以沉淀相为核心形核,从而获得细小再结晶组织。

[0023] 实验表明,7000 系铝合金通过上述的固溶处理 - 冷轧变形 - 保温 + 连续变形 - 短时固溶再结晶工艺与常规的形变热处理工艺相比,本发明提供的工艺大大缩短了制备时间,降低操作难度,在获得良好的细晶组织后时效态 7000 系铝合金板材保持良好强度的同时延伸率得到了极大的提高,淬火态、退火态板材室温成形性能提高明显,淬火态板材峰时效后温成形性能得到大幅提高。兼具良好的强度和塑韧性的材料对航空航天、交通运输等领域的发展有重要意义,适于工业化应用。

附图说明

[0024] 图 1 是本发明工艺流程示意图。

[0025] 图 2 是初始态 7075 合金再结晶并水淬的组织。

[0026] 图 3 是实施例 1 中固溶态合金经冷变形和短时保温处理后的 Mg_2Zn_7 分布图。

[0027] 图 4 是实施例 1 中合金经再结晶并水淬的组织。

[0028] 图 5 是实施例 1 中对比例 I 合金经再结晶并水淬的组织。

- [0029] 图 6 是实施例 1 中对比例 II 传统热轧合金经再结晶并水淬的组织。
- [0030] 图 7 是实施例 2 中合金经再结晶水淬的组织。
- [0031] 图 8a、b 是实施例 3 中不同工艺的合金经再结晶并水淬的组织。
- [0032] 图 9 是实施例 4 中合金经固溶再结晶并水淬的组织。。
- [0033] 图 10 是实施例 5 中 7050 合金经再结晶并水淬的组织。

具体实施方式

[0034] 实施例 1

[0035] 根据图 1 所示工艺,采用 7075 铝合金为轧制材料。为使溶质原子固溶到基体中,对板材进行了 475℃ /1.5h 的固溶处理,室温水淬,图 2 为未变形的初始淬火态 7075 合金的金相组织。变形在普通二辊轧机上实现,将 15mm 厚固溶态 7075 合金板材进行冷轧变形,变形量 30%,将冷轧态合金在 400℃ 保温 30min 后继续在轧机上对板材进行 80% 的连续轧制,连续轧制过程不回炉。将最终轧制板材进行 480℃ /30min 的再结晶处理,再结晶完成后冷却方式分别采用水淬 (W 态) 和空冷 (O 态)。图 4 为轧板再结晶水淬后的金相组织,用线性截距法测得此时合金的平均晶粒尺寸为 9.8 μm。采用两个对比例, I :采用 7075 铝合金按 J. Wert 的工艺处理 (RI-ITMT),即固溶 -400℃ /8h 过时效 - 温轧变形量 90% - 再结晶, II :对 15mm 厚固溶态 7075 进行 400℃ 传统热轧 (HR),总变形量 88%,其他热处理工艺完全相同,图 5、6 分别为二者再结晶水淬处理后的金相组织,可见传统热轧得到的仍是拉长的 100 μm 的晶粒。随后对本发明工艺及两个对比工艺水淬的板材进行 T6 时效处理,并对时效态板材进行力学性能测试,如表 1 所示。对三种工艺获得的空冷和水淬的板材进行室温成形性测试,对三种工艺获得的峰时效的板材进行 200℃ 的温成形测试 (T6-200℃),如表 2 所示。从中可看出,本发明的工艺与传统热轧工艺相比,峰时效态板材在获得同样强度的情况下提高了塑性。本发明的板材三种状态下的成形性均高于传统热轧工艺,且与 RI-ITMT 工艺相当,但本发明与 RI-ITMT 工艺相比大大缩短了工艺时间,非常有利于工业化生产。

[0036] 实施例 2

[0037] 根据图 1 所示机械热处理工艺,采用经 475℃ /1.5h 固溶处理的 7075 合金为轧制材料 (板厚 7.5mm)。将其进行冷轧变形,变形量 40%,冷轧态板材经 350℃ 保温 30min 后继续在轧机上进行变形量为 70% 的连续变形,不回炉。将最终轧制板材经过 480℃ /0.5h 再结晶水淬处理,图 7 为所获得的细晶组织。最终轧板经 480℃ /0.5h 固溶和 T6 时效处理,此时板材强度与实施例 1 中相当,板材延伸率为 16.6% (表 1),200℃ 杯突值高于传统热轧工艺。

[0038] 实施例 3

[0039] 根据图 1 所示机械热处理工艺,采用经 475℃ /1.5h 固溶处理的 7075 合金为轧制材料 (板厚 7.5mm)。将两块材料在二辊轧机上实现 50% 变形量,之后两块冷轧板分别在 350℃、400℃ 保温 30min 后继续在轧机上进行变形量 70% 的连续变形,不回炉。将最终轧制板材经 480℃ /0.5h 再结晶水淬和 120℃ /24h 处理,可获得细晶组织分别如图 8a、b 所示,此时板材强度与实施例 1 中相当,板材延伸率分别为 16.5%、16.7%,可见该条件也能实现晶粒细化并提高板材的塑性 (表 1) 和温成形性 (表 2)。

[0040] 实施例 4

[0041] 根据图 1 所示机械热处理工艺,采用经 475℃ /1.5h 固溶处理的 7075 合金为轧制材料(板厚 7.5mm)。将其进行冷轧变形 60%,随后经 350℃ 保温 30min,之后继续在轧机上进行变形量为 60%的连续变形,不回炉。将轧后的板材经过 480℃ /0.5h 再结晶水淬处理,所获得的细晶组织如图 9 所示,60%冷轧变形后保温并连续变形 60%的板材经再结晶和 T6 处理后延伸率达到 16.6% (表 1),温成形性能仍好于传统热轧板(表 2)。

[0042] 实施例 5

[0043] 根据图 1 所示机械热处理工艺,采用 7050 铝合金为轧制材料(板厚 15mm),

[0044] 对其进行 475℃ /1.5h 的固溶处理,室温水淬。对固溶态 7050 进行冷轧变形 50%至 7.5mm,将 7.5mm 板材在 400℃ 保温 30min 后进行变形量 70%的连续变形,连续变形过程不回炉。将最终轧制板材经过 480℃ /0.5h 和 120℃ /24h 处理,

[0045] 所获得组织的平均晶粒尺寸为 9.6 μm(图 10),此时合金的塑性得到了极大的提高,延伸率高达 20.9%,且温成形性能优异。

[0046] 表 1 本发明制备的合金 T6 态室温力学性能

[0047]

合金	工艺	σ_b (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	δ %
7075	实施例 1, T6	576	505	16.3
	实施例 1 RI-ITMT 对比 工艺, T6	575	514	16.1
	实施例 1 中传 统热轧工艺	572	505	13.6
	实施例 2, T6	579	513	16.6
	实施例 3a, T6	571	511	16.5
	实施例 3b, T6	570	504	16.7
	实施例 4, T6	581	520	16.6
7050	实施例 5, T6	592	506	20.9

[0048] 表 2 板材室温成形性及温成形性能

[0049]

合金	工艺	杯突值 (mm)		
		W 态	O 态	T6-200℃
7075	实施例 1	7.8	5.2	10.7
	RI-ITMT 对比工艺	7.7	5.2	9.9
	HR 对比工艺	7.1	3.9	8.2
	实施例 2	--	--	9.3
	实施例 3a	--	--	9.7
	实施例 3b	--	--	9.1
	实施例 4	--	--	8.9
7050	实施例 5	--	--	10.8

[0050] 从图 3 看出, 固溶态合金经冷轧和短时中温保温即可获得大量 $0.5\ \mu\text{m}$ 的大尺寸 MgZn₂ 粒子, 在随后的连续轧制变形中可在这些粒子周围形成强烈变形区, 在固溶处理时作为再结晶的核心诱发细小再结晶晶粒的形成。与传统 RI-ITMT 工艺相比本发明的工艺可以在细化晶粒的同时大大缩短制备时间。经本发明工艺加工的铝合金可以得到 $6\text{--}20\ \mu\text{m}$ 的细晶组织, 且本发明的工艺可以得到与 RI-ITMT 工艺晶粒尺寸相当的细晶组织。

[0051] 由表 1 和表 2 中实施例 1 的三种工艺对比可以看出, 通过本发明简单工艺可在实现晶粒细化的同时, 极大的提高合金板材的塑性和成形性。7000 系铝合金强化方式主要依靠沉淀强化, 因此晶粒细化对 7000 系铝合金的强度影响不大, 但晶粒细化能大大提高塑性, 从而有助于提高成形性。

[0052] 具有析出强化特征的 7000 系铝合金经冷变形和中温保温可加速沉淀强化相析出, 同时也可进一步促使沉淀相的粗化或长大, 大粒子可以作为再结晶的核心而用于晶粒细化, 并用于改善塑性和成形性。因此在本发明所提供的工艺细化晶粒后可有效改善高强 7075 及 7050 铝合金的塑韧性、成形性。同时本发明所提供的工艺原理适用于所有 7000 系铝合金, 即通过本发明的工艺实现组织细化并提高塑性、成形性, 并不仅限于 7075 和 7050 铝合金。

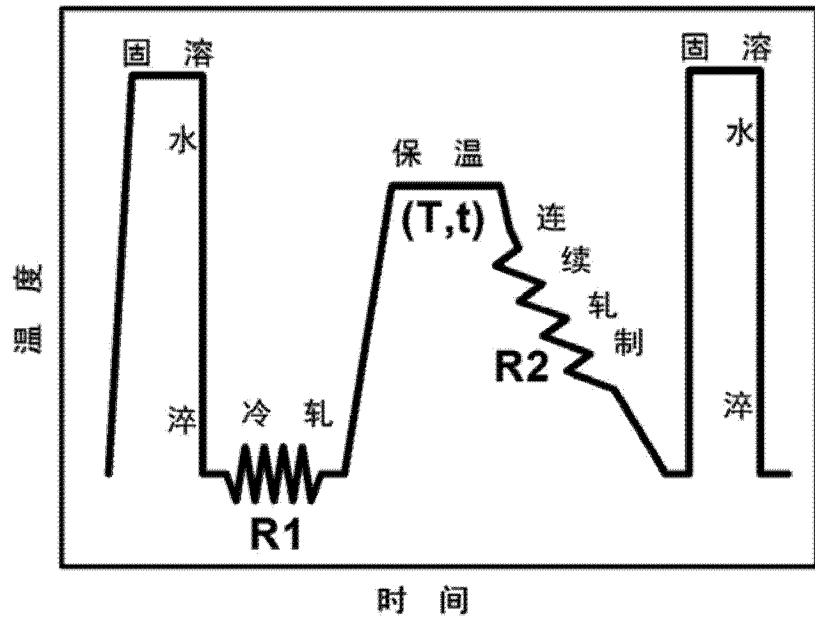


图 1

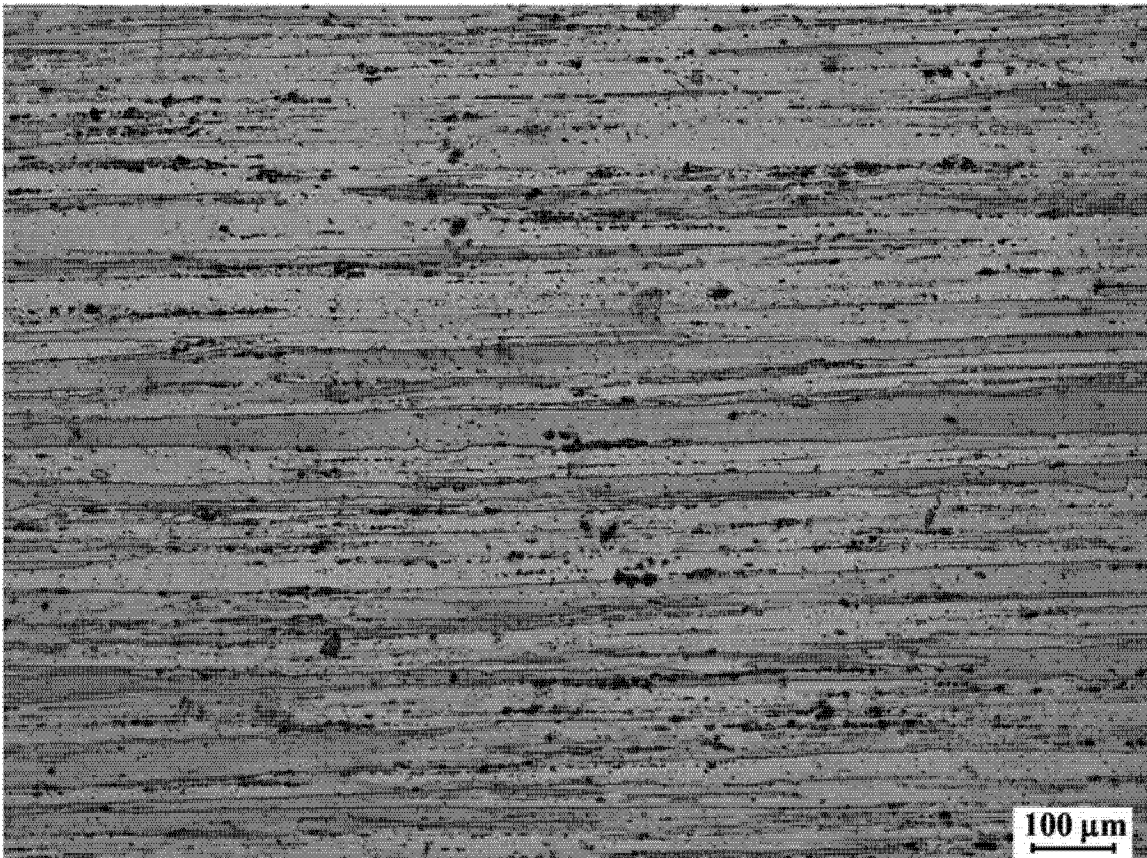


图 2

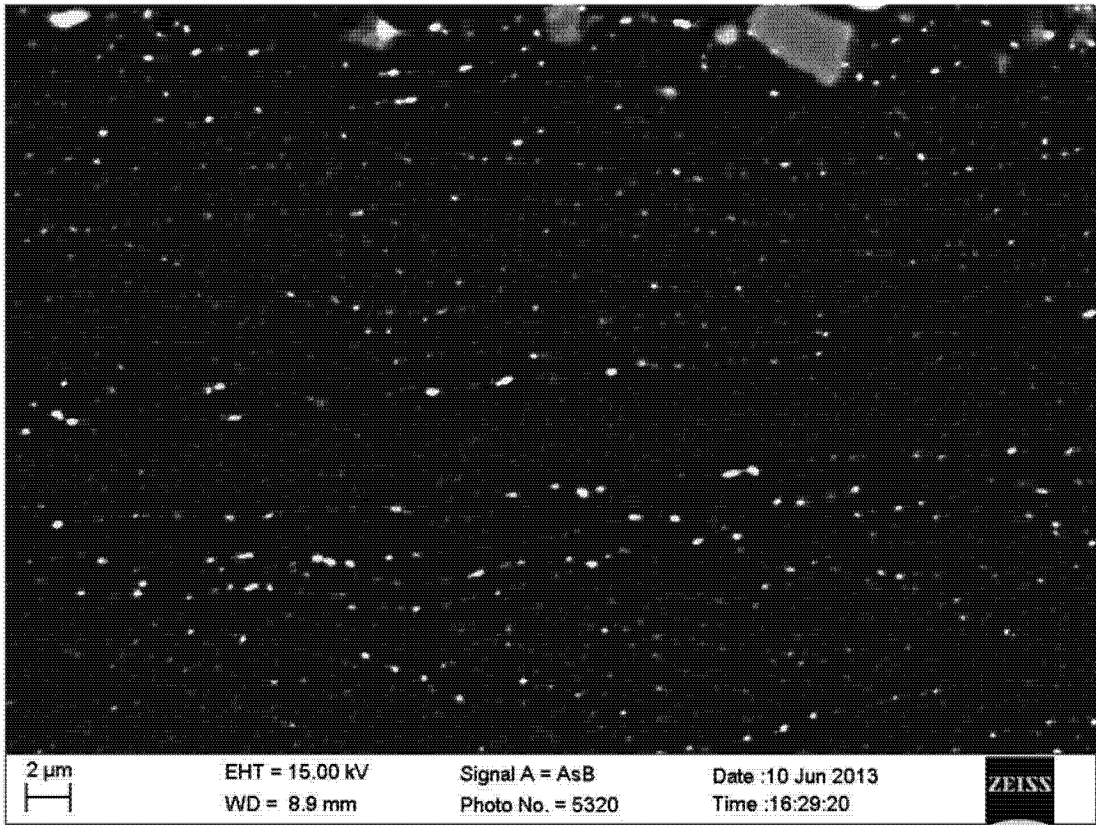


图 3



图 4

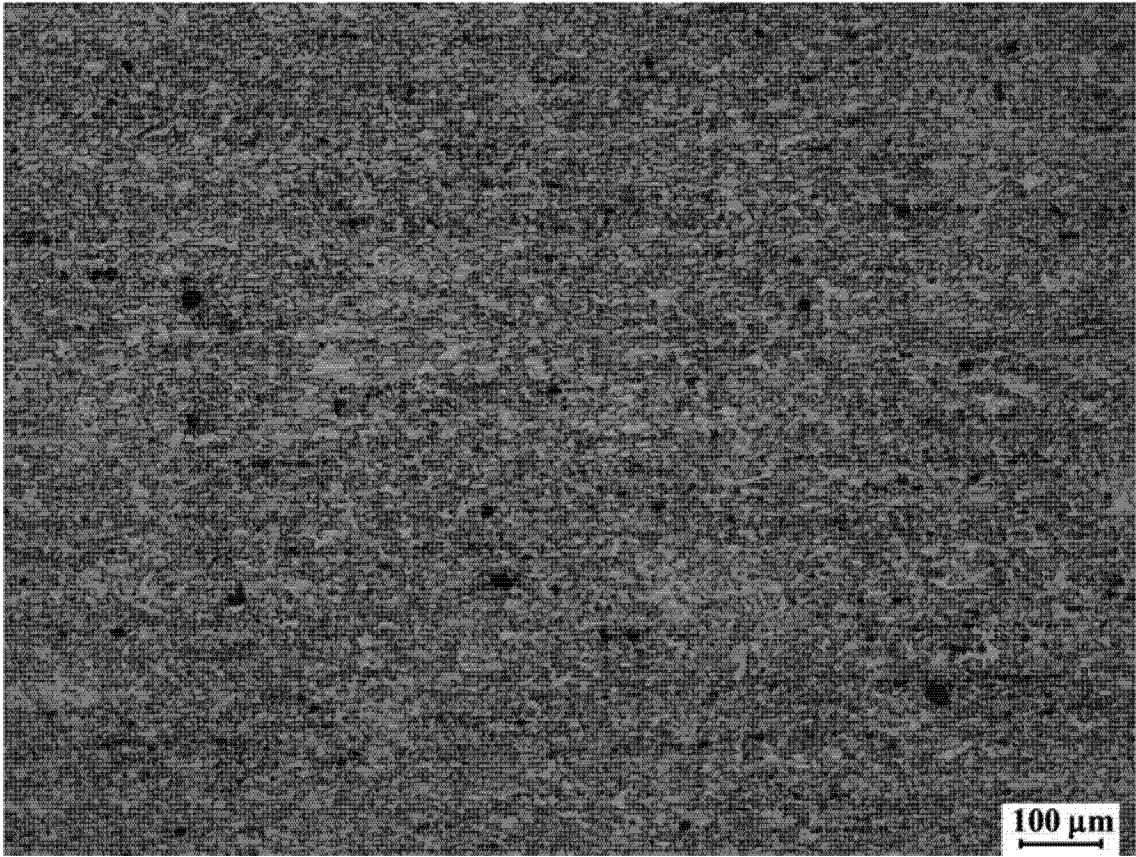


图 5

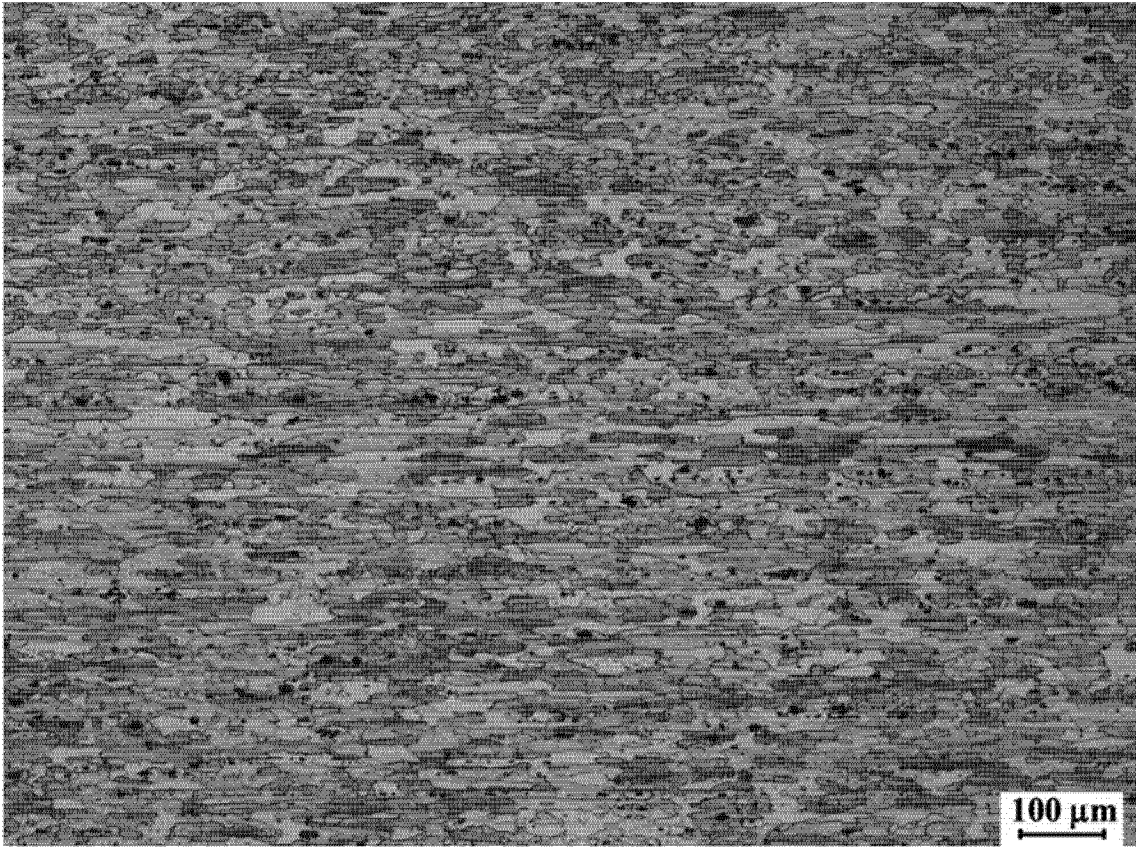


图 6

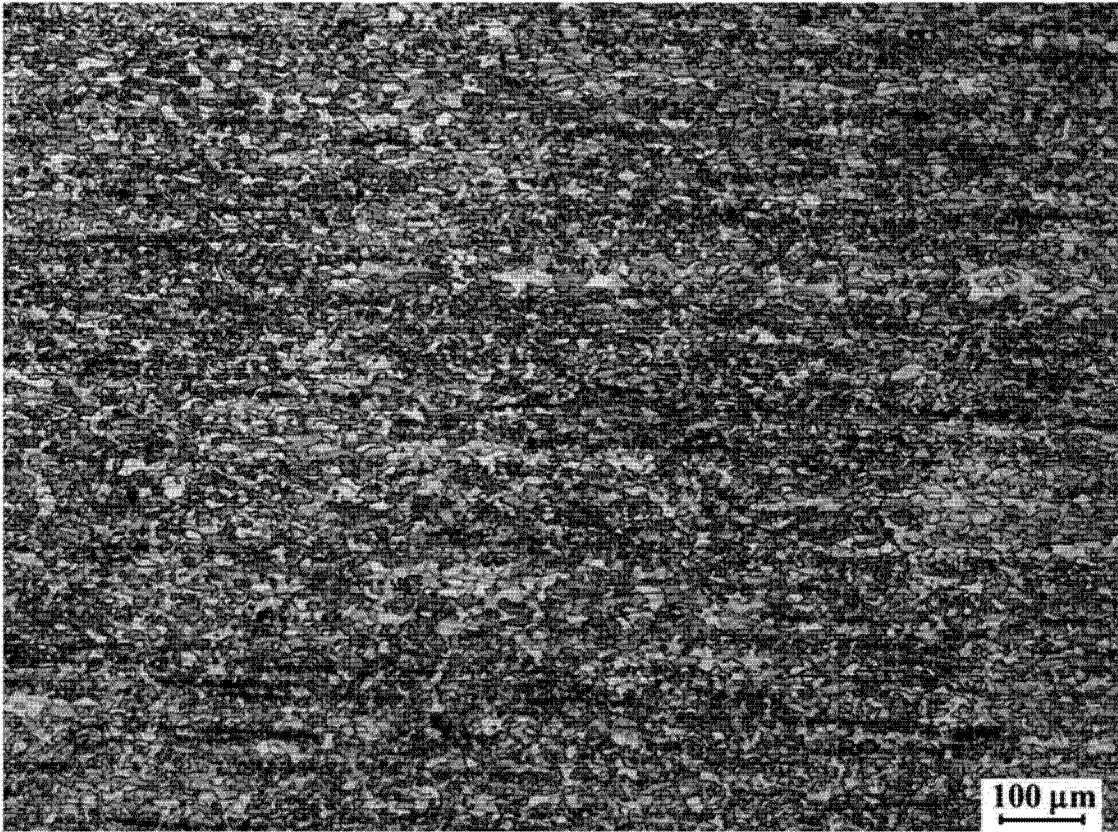


图 7

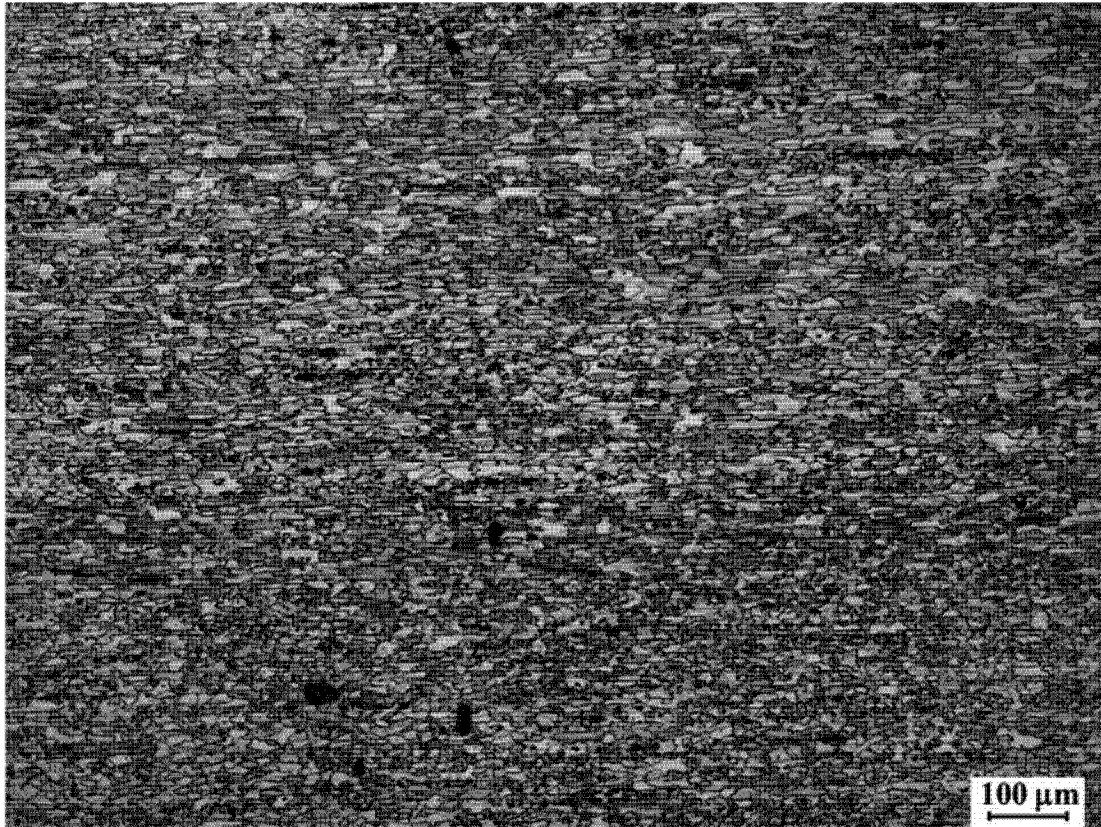


图 8(a)



图 8(b)

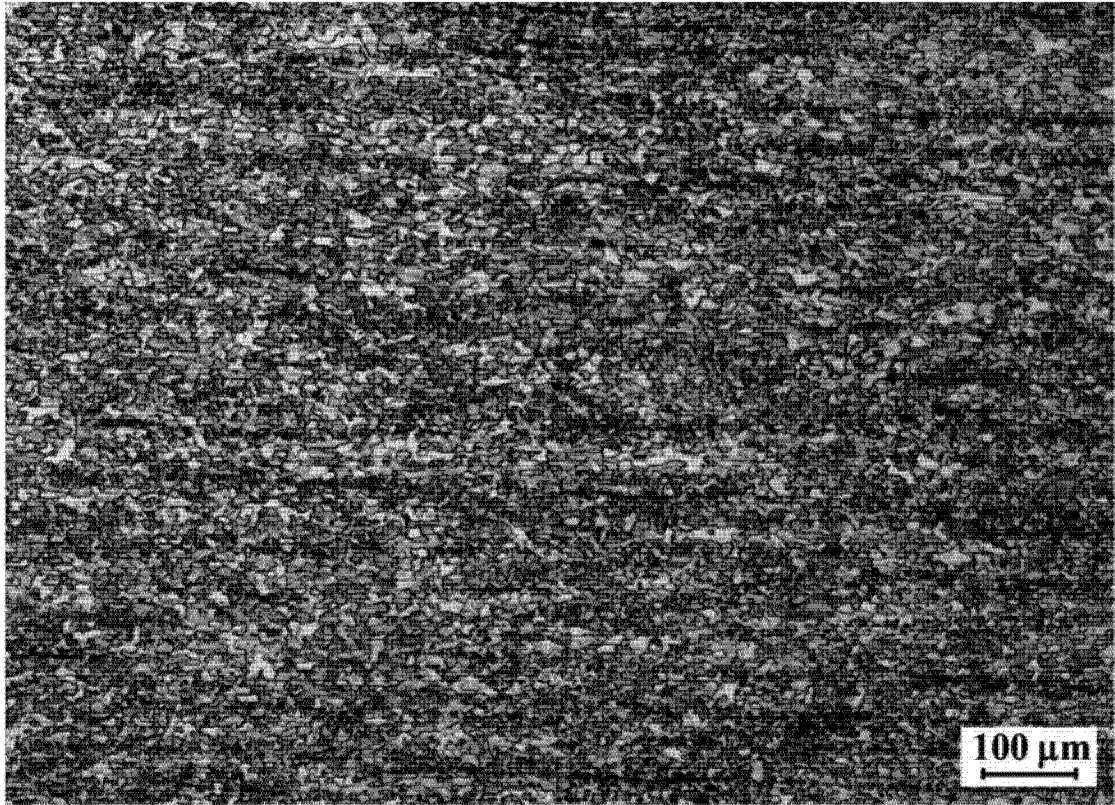


图 9

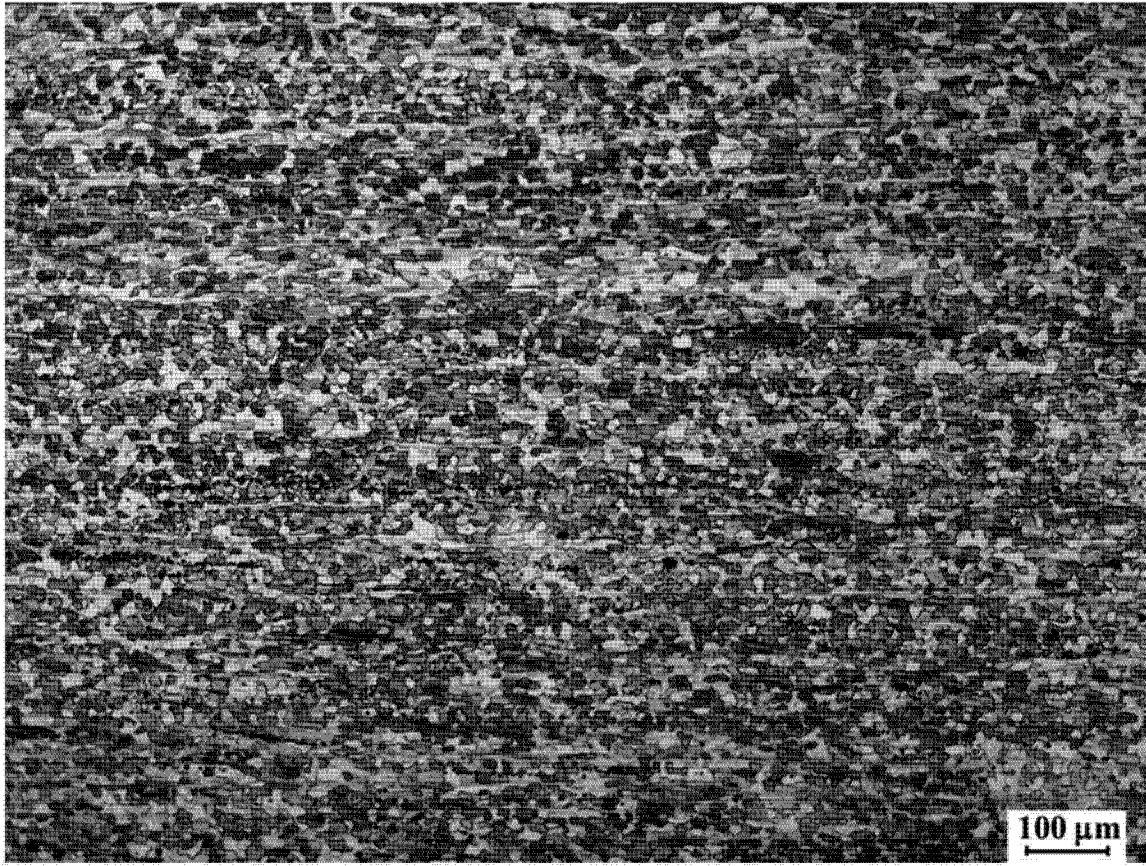


图 10